

ПРИМЕНЕНИЕ «ТРИТИЕВОГО ТРЮКА» ДЛЯ НАРАБОТКИ ГЕЛИЯ-3 В СТАЛЯХ С ОЦК РЕШЕТКОЙ

И. Л. Малков, В. В. Попов

РФЯЦ-ВНИИЭФ, г. Саров Нижегородской обл.

Проблема гелиевой хрупкости конструкционных материалов (КМ), в основном аустенитных сталей, возникла в шестидесятых годах прошлого века в связи с развитием атомной энергетики. Накопление гелия выше критической концентрации приводит к деградации механических свойств КМ. Негативное влияние гелия, как правило, проявляется в резком снижении пластических свойств КМ при высоких температурах (> 400 °С). На основании анализа литературных данных и результатов исследований гелиевой хрупкости, выполненных в РФЯЦ-ВНИИЭФ, рассмотрены такие аспекты гелиевой хрупкости КМ, как структурные изменения, влияние гелия на механические свойства и морфологию изломов.

В РФЯЦ-ВНИИЭФ наработка гелия-3 в образцах из исследуемых аустенитных сталей и сплавов с ГЦК решеткой проводится методом «тритиевого трюка».

В настоящее время в качестве КМ ядерных и термоядерных реакторов нового поколения предполагается использовать малоактивируемые феррито-мартенситные 9–12 %-ные хромистые стали с ОЦК решеткой. В связи с этим возникла необходимость изучения их гелиевой хрупкости. Так как параметры взаимодействия водорода с КМ с разными типами кристаллических решеток существенно отличаются, то в статье рассмотрена возможность применения метода «тритиевого трюка» для наработки гелия-3 в сталях с ОЦК решеткой. Расчетным путем показано, что наиболее предпочтительным вариантом наработки гелия-3 является насыщение тритием до равновесной концентрации стандартных образцов с диаметром рабочей части 3 мм, предварительно покрытых нитридом титана толщиной 10 мкм, с последующим охлаждением до комнатной температуры и выдержкой при этой температуре. Ожидаемая скорость наработки гелия-3 после тритирования при температуре 773 К и давлении 50 МПа в течение 12 ч равна ≈ 22 артт/год, что составляет ≈ 85 % от максимально возможной скорости наработки гелия-3 в КМ с ОЦК решеткой.

Под термином «гелиевая хрупкость» обычно понимается деградация свойств конструкционных материалов (КМ), обусловленная повышенным содержанием в них гелия. Гелий, как и все инертные газы, практически нерастворим в КМ, поэтому возможность его влияния на свойства КМ до середины пятидесятих годов прошлого века считалась ничтожной. Ситуация изменилась в связи с развитием атомной энергетики. Взаимодействие потоков ней-

тронов и атомов КМ приводило не только к каскаду смещений в кристаллической решетке, но и к образованию новых элементов, одним из которых является гелий. В табл 1 приведены оценочные величины радиационного повреждения (число смещений на атом - сна) и концентрации гелия в разных КМ реактора термоядерного синтеза и реактора на быстрых нейтронах после 10 лет эксплуатации [1].

Данные табл. 1 показывают, что при эксплуатации реакторов в КМ наряду с радиационными повреждениями нарабатываются значительные количества гелия. Концентрация гелия зависит от химического состава КМ при этом накапливается от 600 аррм в Nb до 6300 аррм в Al и типа реактора: из-за более жесткого спектра энергий нейтронов в КМ реактора термоядерного синтеза концентрация гелия во много раз больше, чем в КМ реактора на быстрых нейтронах.

Таблица 1

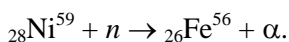
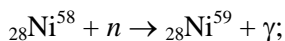
Оценочные величины радиационного повреждения (сна) и концентрации гелия в КМ реактора синтеза и реактора на быстрых нейтронах после 10 лет эксплуатации

КМ	Реактор термоядерного синтеза		Реактор на быстрых нейтронах
	Радиационные повреждения, сна	Концентрация гелия, аррм	Концентрация гелия, аррм
Al	280	6300	–
Аустенитная сталь (SS 316)	220	3000	100
Сплав на основе никеля (PE 16)	240	4800	200
Ферритная сталь (HT 9)	220	2200	–
Nb	140	600	20
Ванадиевый сплав (V-15Cr-5Ti)	220	1000	–
Титановый сплав (Ti-6Al-4V)	320	2900	–

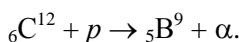
Наработка гелия в КМ может происходить вследствие:

- облучение КМ нейтронами;
- облучение КМ ионами водорода – протия или дейтерия;
- имплантация α -частиц в КМ;
- радиоактивный распад трития, растворенного в КМ («тритиевый трюк»).

Так образование гелия в КМ, содержащих Ni, при облучении их тепловыми нейтронами происходит в 2 этапа:

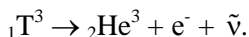


При облучении КМ ионами протия или дейтерия с энергией порядка 10 МэВ одной из возможных реакций образования гелия в сталях является следующая реакция:



Высокие концентрации гелия в КМ можно также получить путем имплантации ядер гелия при облучении КМ α -частицами.

Наработка гелия в КМ с помощью «тритиевого трюка» происходит в результате радиоактивного распада растворенного в материале трития:



В табл. 2 приведены характерные скорости накопления гелия в КМ [2], а на рис. 1 – зависимость концентрации гелия от числа смещений на атом (сна) при различных процессах образования гелия в КМ [1].

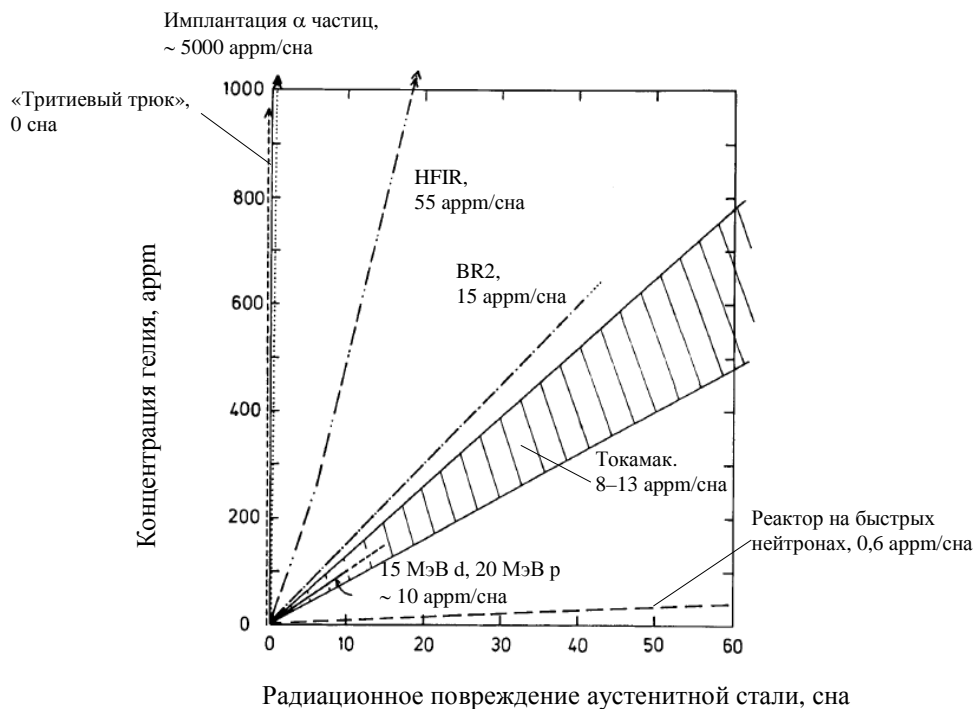


Рис. 1. Зависимость концентрации гелия от степени радиационного повреждения для различных типов реакторов или ускорителей и методов введения гелия (HFIR и BR2 – исследовательские реакторы в Оак-Риджской национальной лаборатории, США, и в Ядерном Центре, Бельгия, соответственно) [1]

Таблица 2

Характерные скорости накопления гелия в КМ

Процесс образования гелия	Источник образования гелия	Скорость накопления гелия
Облучение нейтронами (n, α)	Реактор на быстрых нейтронах	5–15 ppm/год
	Реактор синтеза	50–300 ppm/год
Облучение протонами (p, α)	Нейтронный источник	До 10 ppm/год
Облучение α -частицами	Имплантация	До нескольких процентов в час
«Тритиевый трюк» (${}_1\text{T}^3, {}_2\text{He}^3$)	Радиоактивный распад трития при хранении	До 10 ppm/год

Первые систематические исследования гелиевой хрупкости КМ были проведены в шестидесятых годах прошлого века. Барнс (Barnes) [3] установил, что наблюдаемое высокотемпературное охрупчивание облученных сталей обусловлено наличием по границам зерен пузырьков гелия. В нашей работе плоские образцы из стали 12X18H10T толщиной 0,2 мм насыщались тритием при давлении 50 МПа и при температуре 770 К в течение 16 ч. После охлаждения образцы хранились при комнатной температуре в течение 9000 ч. Концентрация гелия-3, экспериментально определенная на модернизированном газоанализаторе марки ОН 900 фирмы «ELTRA» [5], составила 75 атрт. На рис. 2 приведены гелиевые пузырьки на границе зерен стали 12X18H10T после отжига в течение 1 часа при 1370 К [4].

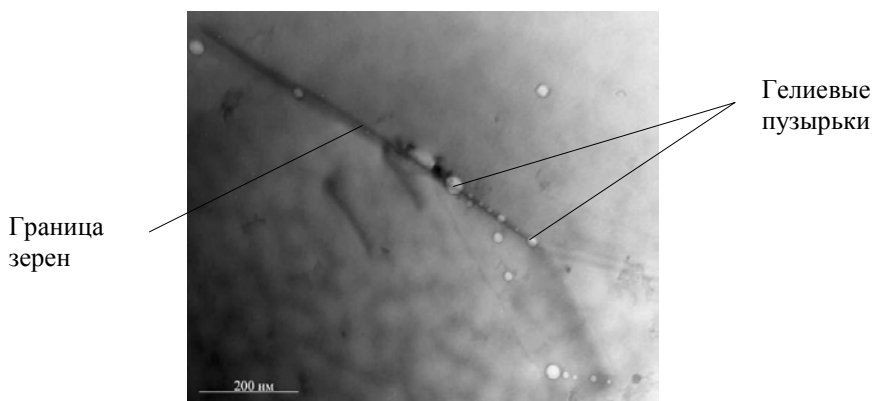


Рис. 2. Гелиевые пузырьки на границе зерен стали 12X18H10T [4]

Типичный характер влияния-3 гелия на механические свойства приведен на рис. 3 [6]. Сталь AISI 316 SS, содержащая низкую концентрацию гелия, во всем испытанном диапазоне температур имеет более высокий предел текучести по сравнению со сталью, не содержащей гелия. В то же время предел текучести стали с высокой концентрацией гелия становится меньше предела текучести исходной стали при температуре ~ 600 °С, а при $T > 650$ °С образцы

из этой стали разрушаются хрупко, практически без пластической деформации. Пластичность стали с низкой концентрацией гелия находится на достаточно высоком уровне ($\delta = 10\text{--}20\%$) при температурах до $700\text{ }^\circ\text{C}$, до недопустимо низкого уровня она падает при $T = 750\text{ }^\circ\text{C}$. Таким образом, повышение концентрации гелия в стали AISI 316 SS приводит к снижению верхней границы температур применения КМ как минимум на $100\text{--}200$ градусов и ограничивает ее использование в конструкциях ядерных установок, в которых возможна наработка больших концентраций гелия.

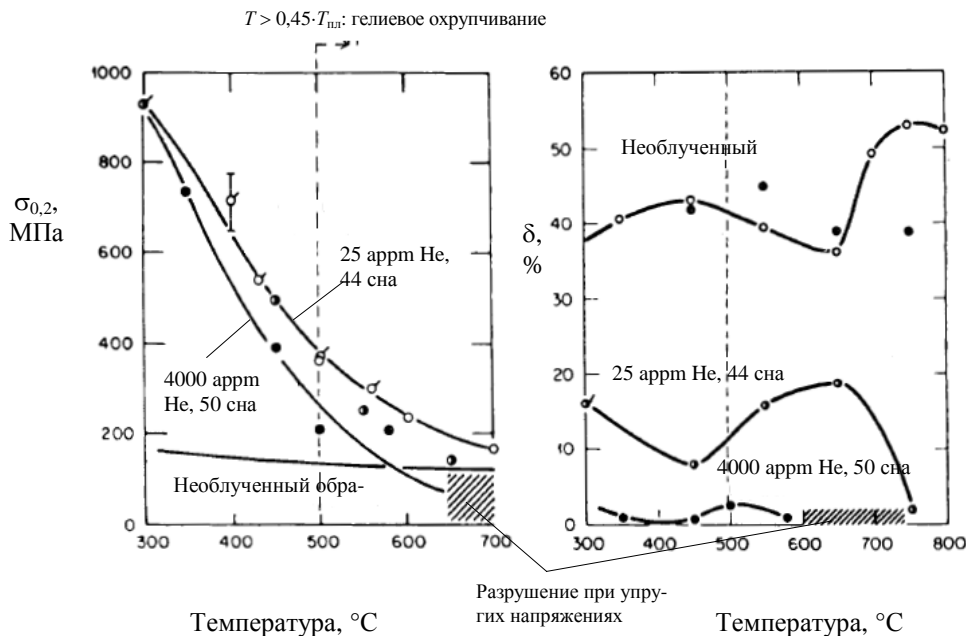


Рис. 3. Температурная зависимость механических свойств отожженной стали AISI 316 в трех состояниях: необлученная; предварительно облученная в реакторе на быстрых нейтронах (25 appm He, 44 сна); предварительно облученная на реакторе HFIR (4000 appm He, 50 сна) [6]

При проведении исследований влияния гелия на свойства КМ особый интерес представляют способы создания высоких концентраций гелия без дополнительных искажений кристаллической решетки [7]. Результаты, приведенные на рис. 1, показывают, что существует только два способа накопления больших концентраций гелия в КМ, которые не сопровождаются радиационными повреждениями: имплантация α -частиц с энергиями ниже пороговой, вызывающей радиационные повреждения, и «тритиевый трюк». Преимущества и недостатки каждого из этих способов накопления гелия в КМ приведены в табл. 3 [8].

Т а б л и ц а 3

Сравнение двух способов накопления гелия в КМ

Способ накопления гелия	Преимущества	Ограничения
«Тритиевый трюк»	Образцы с содержанием гелия по всему объему	Требуется специальное оборудование
	Минимальное влияние поверхности	Тритий должен растворяться в КМ
	Возможность получения образцов с небольшими концентрациями (несколько аppm) гелия	Влияние на распределение гелия ловушек и сегрегаций Низкая скорость наработки гелия
Имплантация α частиц	Высокая скорость наработки гелия	Накопление гелия только в приповерхностных слоях
	Можно достичь высокую локальную концентрацию гелия	Большое влияние состояния поверхности
	Нет посторонних загрязнений	Трудности работы с легкими металлами

В РФЯЦ-ВНИИЭФ наработка гелия-3 в образцах для исследования гелиевой хрупкости КМ осуществляется методом «тритиевого трюка» [9–14]. Существует два подхода к получению образцов с высокой концентрацией гелия-3 с использованием метода «тритиевого трюка».

Первый подход заключается в выдержке образцов в газообразном тритии при высоких давлениях и температурах в течение времени, необходимого для наработки требуемого количества гелия-3. Этот подход обеспечивает наименьшее время наработки гелия-3 и его равномерное распределение по объему образца.

Однако длительная без перерывов выдержка образцов в тритии при высоких температурах и давлениях требует проведения специальных мероприятий по обеспечению радиационной безопасности. Кроме того, как показывает опыт применения данного подхода для насыщения КМ гелием-3 [11], при высоких температурах и давлениях может происходить существенная диффузионная утечка рабочего газа из контейнера, что обуславливает необходимость периодически (по крайней мере один раз в неделю) прерывать процесс выдержки для «дозаправки» тритием контейнера с образцами. Недостатком данного подхода также является и то, что при длительной выдержке увеличивается вероятность разрушения контейнера, в котором происходит насыщение образцов тритием, так как накопление гелия-3, приводящее к охрупчиванию КМ, происходит не только в образцах, но и в материале контейнера.

Второй подход к получению образцов с высокой концентрацией гелия-3 состоит в следующем. Образцы из исследуемых КМ выдерживаются в тритии при высоких давлениях и температурах для создания повышенной концентрации трития, время насыщения образцов тритием определяется временем достижения равновесной концентрации трития S_T по всему объему образца. Затем образцы охлаждаются и выдерживаются в инертной среде при температуре, обеспечивающей минимальную десорбцию трития в процессе выдержки.

При охлаждении и хранении часть растворенного в образцах газа выйдет, однако предполагается, что его концентрация в КМ ($S_T^{\text{ост}}$) будет достаточно высокой для наработки радиогенного гелия в сравнительно короткие сроки. Время наработки гелия-3 в этом случае больше, чем при непрерывном насыщении образцов тритием при высоких давлениях и температуре, однако длительное хранение тритированных образцов не требует сложного оборудования или особых мер по организации такого хранения. В качестве примера приведем параметры режима наработки гелия-3 в стандартных цилиндрических образцах из стали 12X18Н10Т:

- температура насыщения тритием $T_{\text{тр}} - 773$ К;
- давление насыщения тритием $P_{\text{тр}} - 50$ МПа;
- время насыщения тритием $t_{\text{тр}} - 40$ часов;
- скорость охлаждения $V_{\text{охл}} - 0,1$ К/с;
- температура выдержки $T_{\text{выд}}$ – комнатная температура;
- время выдержки $t_{\text{выд}}$, час. (концентрация ^3He , appm) – 3500 (75), 7000 (130), 12500 (240), 27000 (500).

Скорость наработки гелия-3 в стали 12X18Н10Т в данном режиме составила ~ 160 appm He/год.

В комплекс оборудования для проведения исследований «гелиевой хрупкости» КМ, используемый в РФЯЦ-ВНИИЭФ, входят четыре блока:

- установки для насыщения КМ тритием, хранения образцов и их детритизации [10, 13, 15, 16];
- установки для проведения исследований влияния гелия-3 на механические свойства КМ [17, 18];
- приборы для измерения содержания гелия-3 и трития в КМ [5];
- электронные микроскопы для исследования структуры КМ, содержащих гелий-3 [4, 19].

На этом комплексе были проведены исследования гелиевой хрупкости ряда КМ с аустенитной структурой [18, 20–30], характерные результаты которых представлены ниже (рис 4–6).

Изучение структуры стали 12X18Н10Т, содержащей гелий-3, с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) показало наличие большого количества гелиевых кластеров (плейтлетов) диаметром до 20 нм, см. рис. 5.

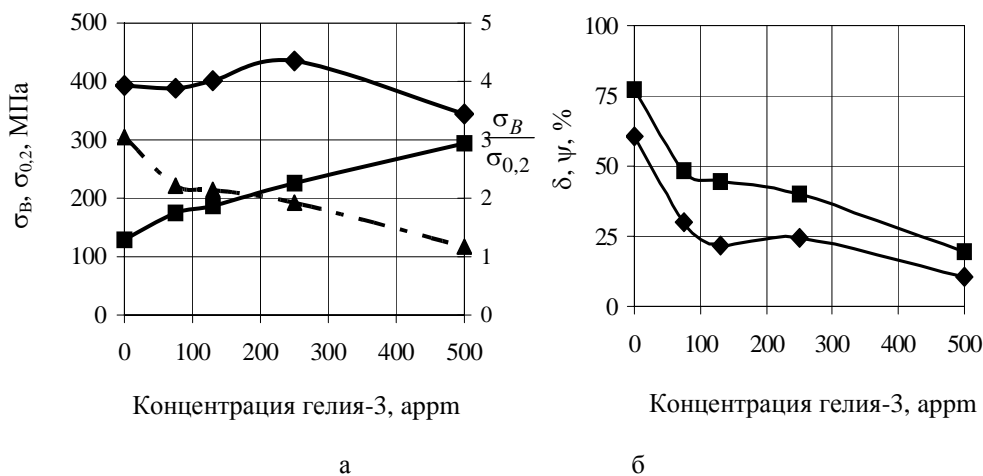


Рис. 4. Зависимость механических свойств стали 12X18H10T от концентрации гелия

при температуре 870 К: а — \diamond — σ_B , \blacksquare — $\sigma_{0,2}$, \blacktriangle — $\frac{\sigma_B}{\sigma_{0,2}}$; б — \diamond — δ , \blacksquare — ψ

Гелиевые кластеры
(плейтлеты)

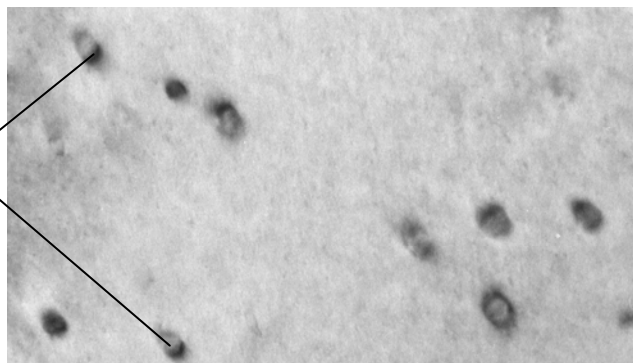
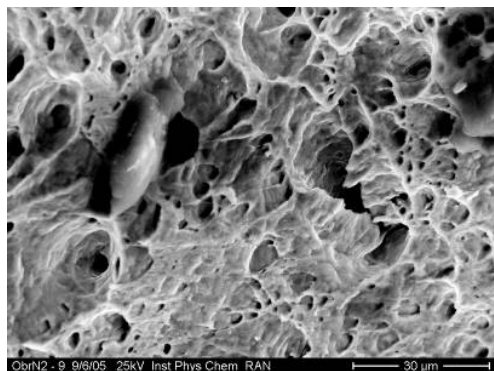
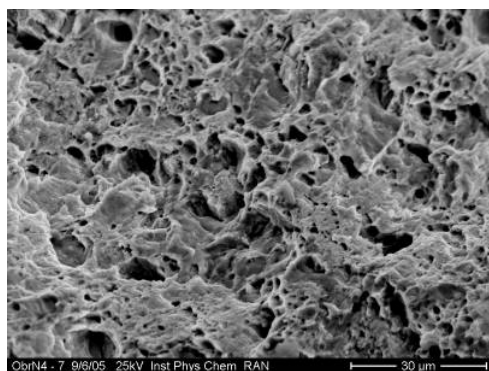


Рис. 5. Структура стали 12X18H10T, содержащей 75 аррт гелия-3

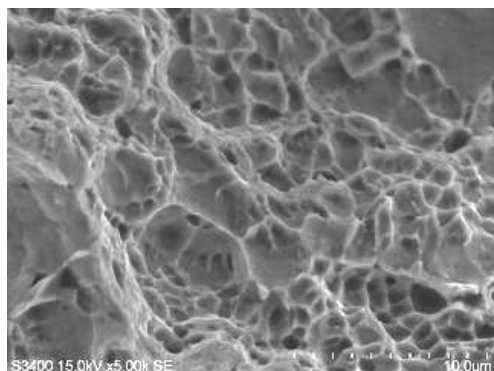
Изучение излома образцов, содержащих гелий-3, после испытания на растяжение изломы проводилось на растровом электронном микроскопе. Типичные изломы образцов после испытания на растяжение приведены на рис 6.



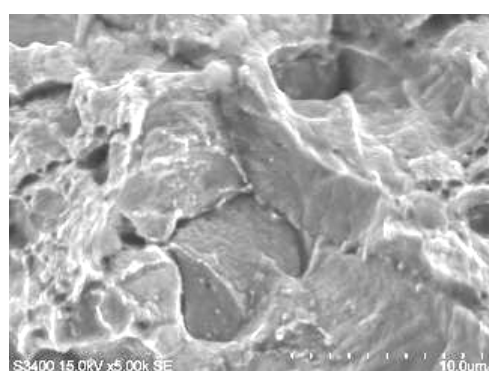
а – исходный образец



б – 75 аррм гелия-3



в – 250 аррм гелия-3



г – 500 аррм гелия-3

Рис 6. Поверхность излома образцов из стали 12X18H10T после испытаний на растяжение при 873 К

Поверхность излома исходных образцов из стали 12X18H10T без гелия-3 при испытании на растяжение характеризуется чашечной структурой, что указывает на транскристаллитный вязкий характер разрушения (рис. 6,а). Топография поверхности излома образцов с 75 аррм гелия-3 также говорит о транскристаллитном характере разрушения, однако излом носит смешанный характер – на поверхности присутствуют участки как чашечного излома, характерного для вязкого разрушения, так и участки хрупкого квазискола (рис. 6,б). При концентрации гелия-3 250 аррм излом также имеет смешанный характер: чашечная структура + хрупкий квазискол, но доля хрупкой составляющей увеличивается (рис. 6,в). Разрушение образцов при концентрации гелия-3 500 аррм носит хрупкий транс- и межкристаллитный характер (рис. 6,г).

На основании проведенных исследований было установлено, что при использовании КМ в условиях, когда в них возможно накопление гелия-3, следует учитывать следующие закономерности гелиевого охрупчивания:

– С увеличением концентрации гелия-3 гелиевое охрупчивание КМ усиливается, первые признаки появляются уже при небольших концентрациях гелия-3 и отчетливо проявляются при концентрациях гелия-3 ~10 аррм;

- Пластичность КМ уменьшается с повышением температуры и уменьшением скорости деформирования. Наибольшее охрупчивание наблюдается при температурах испытаний $T_{исп} > 0,4...0,5 \cdot T_{пл}$ и при испытаниях на ползучесть;
- Предел текучести линейно зависит от концентрации гелия-3;
- Гелиевые пузырьки локализуются по границам зерен, а в объеме зерен – на дислокациях и неметаллических включениях;
- Разрушение КМ с гелием-3 имеет хрупкий, межкристаллитный характер.

В настоящее время в связи с проектированием термоядерных реакторов нового поколения (ДЕМО, ПРОТО) возникла необходимость в новых КМ, которые отличаются от широко используемых аустенитных сталях типа 12X18H10T с ГЦК решеткой более высокой теплопроводностью, малым коэффициентом линейного расширения, высоким сопротивлением радиационному набуханию, низким уровнем наведенной радиации. Перспективными КМ с этой точки зрения являются стали с ОЦК решеткой, например малоактивируемые феррито-мартенситные 9–12 %-ные хромистые стали EUROFER 97, F82H, OPTIFER-IVb, MANET, ЭК-181 [7, 31–41]. Благодаря специально подобранному химическому составу стали этой группы обладают низким уровнем наведенной радиоактивности, быстрым ее спадом после нейтронной экспозиции и сохраняют высокий уровень сопротивления охрупчиванию в интервале температур 270–400 °С и необходимый уровень жаропрочности до 650 °С в условиях нейтронного облучения. Типичный химический состав малоактивируемых 9–12 %-ных хромистых сталей приведен в табл. 4, а характеристики механических свойств – в табл. 5 [35, 42–44].

Таблица 4

Типичный химический состав 9–12 %-ных хромистых сталей
(железо – основа), % по массе

Марка стали	C	Mn	Cr	V	Ta	W	N	P	S	Si
EUROFER 97	0,09–0,120	0,20–0,60	8,50–9,50	0,15–0,25	0,05–0,09	1,0–1,2	0,015–0,045	не более		
								0,005	0,005	0,05
ЭК-181 (Россия)	0,1–0,21	0,5–2,0	10,0–13,5	0,05–0,4	0,03–0,3	0,8–2,5	0,02–0,15	–	–	0,1–0,8
Марка стали	Ni	Mo	Ti	Nb	Al	B	O	Co	Zr	Ce
EUROFER 97	не более								–	–
	0,005	0,005	0,01	0,001	0,01	0,01	0,01	0,005		
ЭК-181 (Россия)	≤0,1	≤0,1	0,03–0,3	≤0,01	–	0,001–0,008	–	≤0,01	0,05–0,2	0,001–0,1

Таблица 5

Типичные характеристики механических свойств 9-12 %-ти хромистых сталей

Марка стали	Термообработка	T, °С	σ _B	σ _{0,2}	δ	ψ
			МПа		%	
EUROFER 97	Закалка 1075 °С 30 мин, старение 750 °С 2 ч	20	630	510	23	80
		400	480	430	20	77
		600	290	270	29	94
ЭК-181	Закалка 1080 °С 1 ч, старение 720 °С 3 ч	20	900	750	6	–
		400	700	600	4	–
		600	500	350	10	–

Усредненные значения коэффициента диффузии водорода в этих сталях равны [36]:

$$D_{\text{H}} (\text{м}^2/\text{с}) = 1 \cdot 10^{-7} \exp\left(-\frac{13200 \text{ Дж/моль}}{RT}\right), \quad (1)$$

и растворимости водорода (константа Сиверта):

$$K \left(\frac{\text{моль H}_2}{\text{м}^3 \cdot \text{МПа}^{0,5}} \right) = 436 \exp\left(-\frac{28600 \text{ Дж/моль}}{RT}\right), \quad (2)$$

где $R = 8,314 \text{ Дж}/(\text{К} \cdot \text{моль})$.

Следует отметить, что параметры взаимодействия водорода с КМ в первую очередь определяется типом кристаллической решетки. Так коэффициент диффузии водорода при температуре 773 К в стали с ОЦК решеткой существенно выше аналогичного коэффициента в стали ГЦК решеткой: $1,3 \cdot 10^{-2}$ и $1,5 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^2/\text{с}$, соответственно, а растворимость водорода меньше – 509 и 7200 appm (температура – 773 К, давление водорода – 50 МПа).

В связи со столь значительными различиями параметров взаимодействия водорода с КМ с различными типами кристаллической решетки путем математического моделирования была проведена оценка применимости метода «третиего трюка» для ускоренной наработки гелия-3 в КМ с ОЦК решеткой. Математическое моделирование процесса насыщения образцов тритием осуществлялось методом конечных разностей в пакете MatLab 6.1. Решалась задача диффузии трития в цилиндрическом образце в одномерной осесимметричной постановке. Нулевые начальные условия соответствовали отсутствию трития в образце в начальный момент времени. На границе с газовой средой задавалось граничное условие 1-го рода в силу высокого давления газа в камере (приводит к быстрому установлению концентрации на поверхности). При моделировании этапа нагрева (охлаждения) образца в газообразном тритии задавались равномерные повышения (снижения) температуры и давления с соответствующим изменением параметров взаимодействия трития с КМ (коэффициент диффузии, растворимость, концентрация на поверхности). В двухслойных образцах (образцы с покрытием) на границе основного КМ образца и покрытия задавалось отношение концентраций трития, равное отношению равновесных концентраций трития в основном КМ (S_{T}) и покрытии ($S_{\text{T}}^{\text{покр}}$),

т. е. $\frac{S}{S_{\text{покр}}} = \frac{S_{\text{T}}}{S_{\text{T}}^{\text{покр}}}$. При охлаждении образцов концентрация трития в основ-

ном КМ образца превышала предельную его растворимость для данной температуры, поэтому массоперенос на границе основного КМ образца и покрытия учитывался только после снижения концентрации ниже величины предельной растворимости трития. Коэффициент диффузии трития в стали EUROFER 97 определялся по формуле (1) с учетом поправки на изотопный эффект ($\sqrt{\frac{\mu_{\text{T}}}{\mu_{\text{H}}}} \approx 1,7$, где μ_{T} и μ_{H} – молекулярные массы трития и протия, соот-

ветственно).

Оценка концентрации гелия-3 в стали EUROFER 97, наработанного за время t при постоянной выдержке в газообразном тритии при $P_{\text{тр}} = 50 \text{ МПа}$ и $T_{\text{тр}} = 773 \text{ К}$, проводилась по выражению (3) [9]:

$$S_{\text{He}} = S_T [1 - \exp(-\lambda t)], \quad (3)$$

где $S_T = KP_{\text{тр}}^{0,5}$ – равновесная концентрация трития, λ – постоянная распада трития, $\lambda = 0,0561 \text{ год}^{-1}$. Временная зависимость концентрации гелия-3 в стали EUROFER 97 приведена на рис. 7. Нарботка гелия-3 происходит со скоростью $\approx 26 \text{ аррм/год}$.

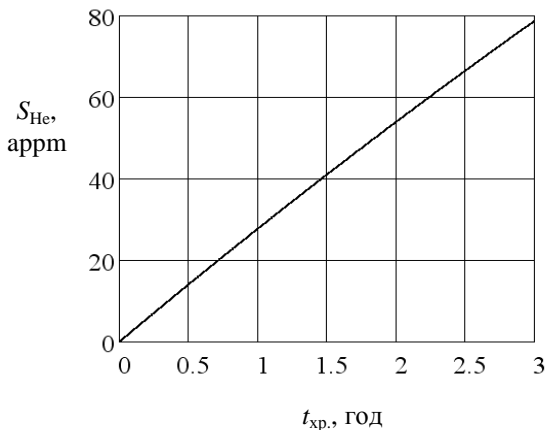


Рис. 7. Временная зависимость концентрации гелия-3 в стали EUROFER 97 при насыщении тритием ($P_{\text{тр}} = 50 \text{ МПа}$, $T_{\text{тр}} = 773 \text{ К}$)

Распределение трития по радиусу цилиндрического образца диаметром 0,3 мм и длиной 1,5 см, моделирующего рабочую часть стандартного образца (тип IV, № 9 ГОСТ 1497-84) для определения характеристик механических свойств КМ, после нагрева в течение двух часов до 773 К и часовой выдержки приведено на рис. 8. Из рис. 8 видно, что уже к концу нагрева образца до 773 К практически достигается требуемая концентрация трития (минимальное отношение концентрации трития в центре образца к равновесной

концентрации трития равно $\frac{S}{S_T} = 0,96$). После часовой выдержки тритий

равномерно распределяется по сечению образца и $S = S_T$. После охлаждения количество трития в стали EUROFER 97 резко уменьшается – на поверхности образца оно практически равно нулю, а в центре образца максимальная концентрация трития – $\approx 10 \text{ аррм}$. Средняя расчетная концентрация остаточного трития равна 4,9 аррм, то есть примерно $\approx 1 \%$ от равновесной концентрации трития в стали EUROFER 97 при $P_{\text{тр}} = 50 \text{ МПа}$ и $T_{\text{тр}} = 773 \text{ К}$. Для сравнения в стали 12X18H10T (ГЦК решетка) в аналогичных условиях средняя расчетная остаточная концентрация трития составляет $\approx 70 \%$ от S_T [12]. Средняя ско-

рость накопления гелия-3 в образце диаметром 0,3 см из стали EUROFER 97 равна $\approx 0,21$ аррм/год, что явно недостаточно для накопления больших концентраций гелия-3.

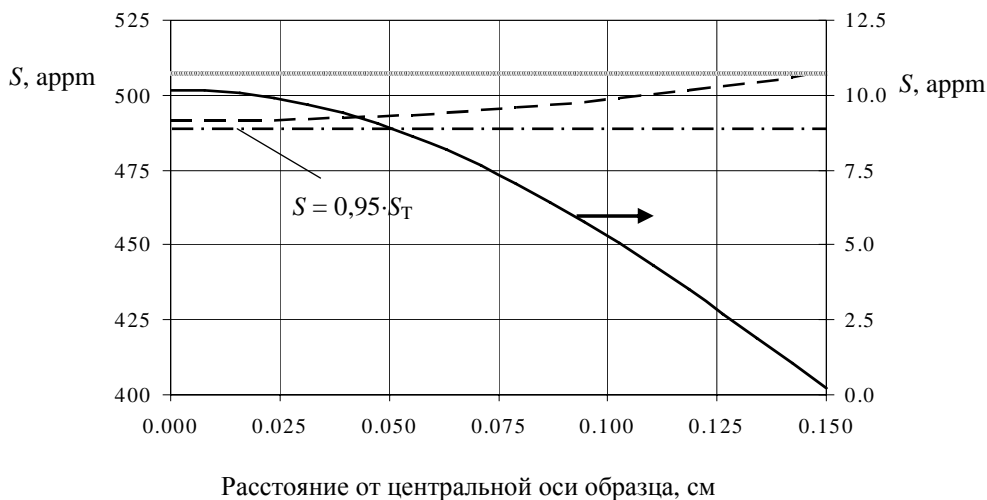


Рис. 8. Распределение трития по радиусу образца после нагрева до 773 К за два часа, $P_{тр} = 50$ МПа (серая линия), часовой выдержки (штриховая линия) и после охлаждения (сплошная линия)

Рассмотрим влияние на остаточную концентрацию трития и, следовательно, на скорость накопления гелия-3, таких факторов как диаметр рабочей части образца и скорость охлаждения контейнера с образцами.

Распределение трития в цилиндрических образцах диаметром 0,3–1,0 см после нагрева и часовой выдержки является равномерным и концентрация трития равна равновесной ≈ 510 аррм.

После охлаждения образцов количество трития в них уменьшается и зависит от диаметра образца и скорости охлаждения. В табл. 6 представлены результаты расчетов средних концентраций остаточного трития в образцах после охлаждения с разными скоростями ($V_{охл} - \approx 10, 100$ и 1000 К/мин).

Таблица 6

Средние значения концентрации остаточного трития в образцах, $S_T^{ост}$, аррм

Диаметр цилиндра, см	Скорость охлаждения, К/мин		
	10	100	1000
0,3	4,9	107	349
0,5	20,7	227	408
1,0	119	354	456

Из табл. 6 следует, что с увеличением диаметра цилиндрического образца и скорости охлаждения количество трития в цилиндрах увеличивается. Следует отметить, что скорости охлаждения образцов 100 и 1000 К/мин

(время охлаждения до комнатной температуры – ≈ 5 и $0,5$ мин, соответственно) на практике, скорее всего, не осуществимы из-за большой массы контейнера с образцами и большой инертности нагревательной системы. Скорость охлаждения контейнера с образцами 10 К/мин (время охлаждения до комнатной температуры ≈ 1 ч) после окончания выдержки в тритии при температуре 773 К достигалась путем его принудительного охлаждения парами жидкого азота [13]. В связи с этим в дальнейшем ограничимся анализом результатов расчетов распределения трития в образцах только после охлаждения со скоростью 10 К/мин.

На рис. 9 в координатах «относительная концентрация трития $\frac{S}{S_T}$ – относительное расстояние от центральной оси образца $\frac{r}{R_{\text{обр}}}$ », где r – расстояние от центральной оси образца, $R_{\text{обр}}$ – радиус образца, приведены распределения трития по сечению цилиндрических образцов диаметрами $0,3$; $0,5$ и $1,0$ см.

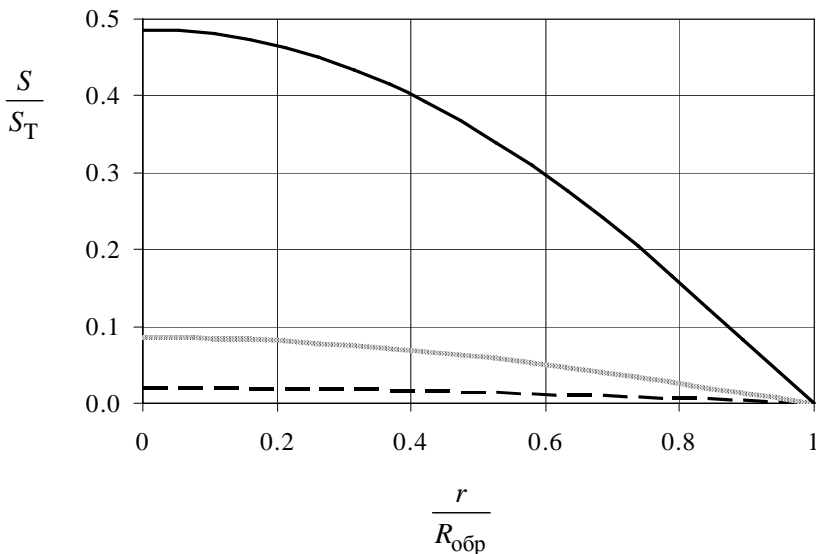


Рис. 9. Распределения трития по радиусу образцов диаметрами $0,3$ см (штриховая линия), $0,5$ см (серая линия), $1,0$ см (сплошная линия) после охлаждения со скоростью 10 К/мин

Из рис. 9 видно, что в образцах диаметром $0,3$ и $0,5$ см максимальная концентрация остаточного трития небольшая и не превышает ≈ 2 и ≈ 9 % от S_T , соответственно. Следовательно и скорость наработки гелия-3 в образцах таких размеров будет низкой. В образце диаметром $1,0$ см концентрация остаточного трития существенно выше, но наблюдается значительный градиент концентрации трития по радиусу, что при хранении насыщенного тритием образца обусловит появление такого же градиента концентрации гелия-3 и, соответственно, появление неоднородности по сечению образца механических свойств КМ.

Анализ распределения остаточного трития по радиусу образца диаметром 1,0 см (рис. 9, сплошная линия) показывает, что в центральной зоне образца тритий распределен достаточно равномерно $\left(\frac{r}{R_{\text{обр}}} \leq 0,4\right)$ и его концен-

трация превышает 200 аррм. Геометрические размеры цилиндрического образца диаметром 1,0 см позволяют вырезать из него стандартный образец тип IV, № 9 ГОСТ 1497-84 с диаметрами рабочей части 3 мм и резьбовой части 7 мм. В этом случае концентрация трития в центре образца будет 247 аррм, на поверхности рабочей части – 224 аррм при средней концентрации трития – ≈ 230 аррм. Относительная концентрация трития равна 0,45 и скорость накопления радиогенного гелия составит ≈ 10 аррм/год. Но при данном варианте получения образцов с гелием-3 после их хранения при комнатной температуре для наработки заданной концентрации гелия-3 цилиндрические образцы необходимо дегазировать до уровня содержания трития, позволяющего провести их радиационно-безопасную механическую обработку (минимальная значимая активность МЗА – 10^9 Бк).

Выше было показано, что остаточная концентрация трития $S_T^{\text{ост}}$ в образце диаметром 0,3 см слишком мала для наработки гелия-3 в приемлемые сроки и связано это с десорбцией значительной части трития при охлаждении. Одним из возможных вариантов уменьшения десорбции трития из образцов и тем самым получения высокой концентрации остаточного трития является предварительное нанесение на образцы защитных покрытий с низкой водородопроницаемостью. В этом случае при тритировании образцов увеличивается время достижения равновесной концентрации трития в КМ, но за счет низкой скорости десорбции газа при охлаждении можно получить достаточно высокую концентрацию остаточного трития $S_T^{\text{ост}}$ (рис. 10).

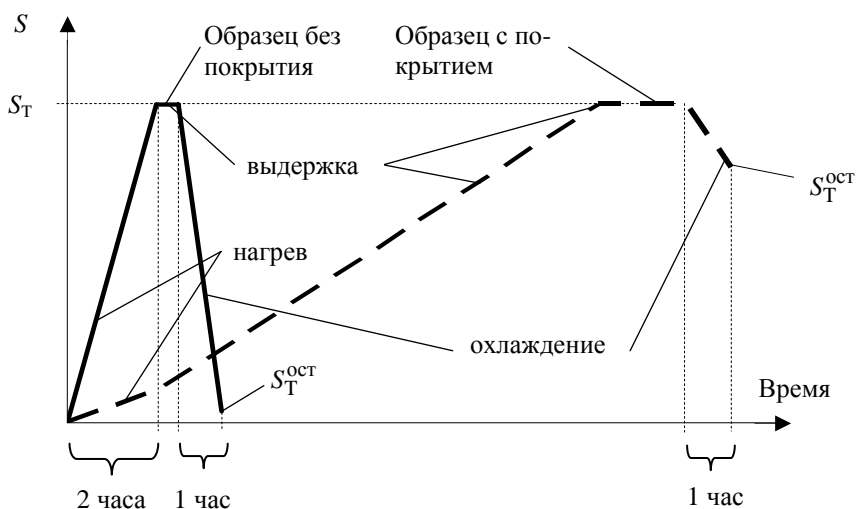


Рис. 10. Схема изменения концентрации трития в образце с покрытием и без него при нагреве, выдержке и охлаждении

В настоящее время защитные покрытия, которые кардинальным образом изменяют химический состав и свойства поверхностных слоев металлов и сплавов, широко применяют для управления диффузионным потоком изотопов водорода и их количеством в металле [45, 46]. Можно выделить, по крайней мере, две причины изменения процесса массопереноса изотопов водорода через металл с защитным покрытием. Первая причина связана с изменением за счет нанесенных покрытий адсорбционных свойств поверхности наводороживаемого металла и изменением кинетики поверхностных процессов. Вторая причина может быть связана с барьерными свойствами нанесенных покрытий. Существует большое количество видов покрытий, достаточно эффективно снижающих проникновение водорода в материалы, например, оксидные [31, 47–50], карбидные [31], металлические [47, 51, 52] и др.

В данном докладе рассматривается влияние покрытия из нитрида титана TiN на распределение трития в цилиндрических образцах. Выбор данного вида покрытия был обусловлен следующими обстоятельствами:

- имеется большое количество научно-исследовательских работ, в том числе выполненных в РФЯЦ-ВНИИЭФ, в которых экспериментальным путем показана эффективность применения покрытия из нитрида титана для снижения потока водорода через металлы в широком диапазоне температур [45, 47, 53–55];

- покрытия из TiN применяются при изготовлении радиационно безопасных сосудов высокого давления для работы с тритием [56, 57];

- процесс нанесения покрытий из нитрида титана освоен в промышленности и широко используется на практике, например, для повышения износостойкости режущего инструмента;

- для корректного проведения расчетов распределения трития в образцах с покрытием из нитрида титана получен полный набор параметров взаимодействия изотопов водорода с этим покрытием [53, 54]:

Т а б л и ц а 7

Параметры взаимодействия водорода с нитридом титана

Диффузия	Предэкспонента, см ² /с	$1,5 \cdot 10^{-4}$
	Энергия активации, кДж/моль	86
Растворимость	Предэкспонента, ат./Па ^{0,5} ·см ³	$3,9 \cdot 10^{19}$
	Теплота растворения, кДж/моль	24
Адсорбция	Предэкспонента	0,75
	Энергия активации, кДж/моль	137
Захват на ловушки	Предэкспонента, ат./с	$3 \cdot 10^5$
	Энергия активации, кДж/моль	128
Высвобождение из ловушек	Предэкспонента, ат./с	$2 \cdot 10^5$
	Энергия активации, кДж/моль	132

Рассмотрим влияние на остаточную концентрацию трития в образце и, следовательно, на скорость накопления гелия-3, покрытия из нитрида титана толщиной 10 мкм.

Распределение трития по сечению цилиндрического образца диаметром 0,3 см и с покрытием толщиной $t_{\text{покp.}} = 10$ мкм приведено на рис. 11.

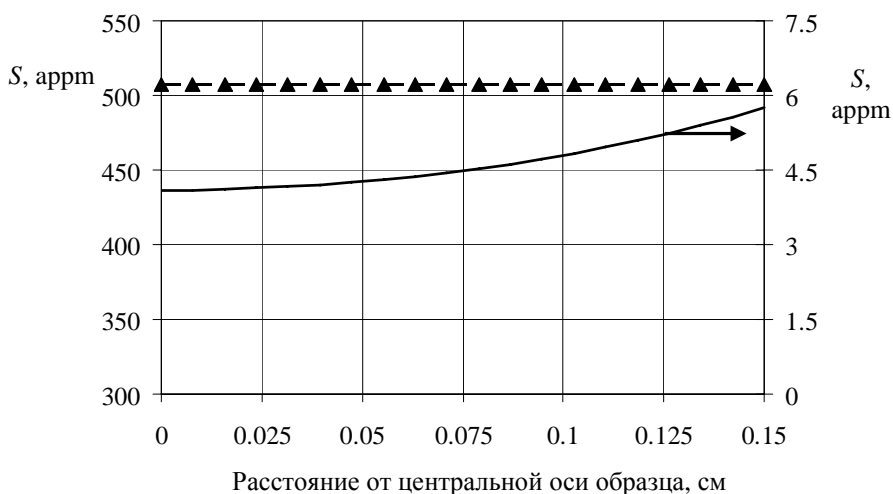


Рис. 11. Распределение трития по радиусу образца диаметром 0,3 см и толщиной покрытия из нитрида титана 10 мкм: после нагрева до 773 К в течение 2-х часов (сплошная линия); после 12-ти часовой выдержки (штриховая линия); после 12-ти часовой выдержки и охлаждения до комнатной температуры (треугольники)

Результаты расчетов распределения трития по радиусу образца с покрытием из нитрида титана показывают, что покрытие существенно снижает десорбцию трития из образцов при охлаждении: после полного цикла насыщения тритием (нагрев, выдержка, охлаждение) тритий равномерно распределен по образцу и его концентрация практически равна равновесной концентрации при $P_{\text{тр}} = 50$ МПа и $T_{\text{тр}} = 773$ К, т. е. ≈ 510 аррм. Скорость наработки гелия-3 в стандартном образце ($\varnothing 3$ мм) из стали EURUFER 97 с покрытием из TiN будет происходить со скоростью ≈ 22 аррм/год, что составляет $\approx 85\%$ от максимально возможной скорости наработки гелия-3. Как и предполагалось, время достижения равновесной концентрации трития в образце с покрытием из нитрида титана значительно увеличилось: если в образцах без покрытия предельное насыщение тритием достигается уже после нагрева и часовой выдержки, то в образцах с покрытием толщиной 10 мкм аналогичное состояние реализуется после нагрева и выдержки в течение 12 ч.

На рис. 12 представлено распределения трития по толщине покрытия. Видно, что равномерная равновесная концентрация трития в покрытии при $t_{\text{покр.}} = 10$ мкм достигается при времени выдержки 12 ч (серая линия) и после охлаждения сохраняется в слоях, прилегающих к основному материалу (сплошная линия). Необходимо отметить, что концентрация трития в покрытии значительно больше (~ 300 раз), чем в основном материале. Экспериментально такое явление наблюдалось ранее в термодесорбционных экспериментах на ленточных образцах из стали 12X18H10T, покрытых нитридом титана [55]. Было установлено, что после насыщения образцов водородом основная его часть захватывается покрытием. На основании исследования поверхности образцов на электронном микроскопе и математического анализа спектров

десорбции водорода было высказано предположение о том, что значительное количество водорода сорбируется мельчайшими капельками «свободного» титана, присутствующими в материале покрытия.

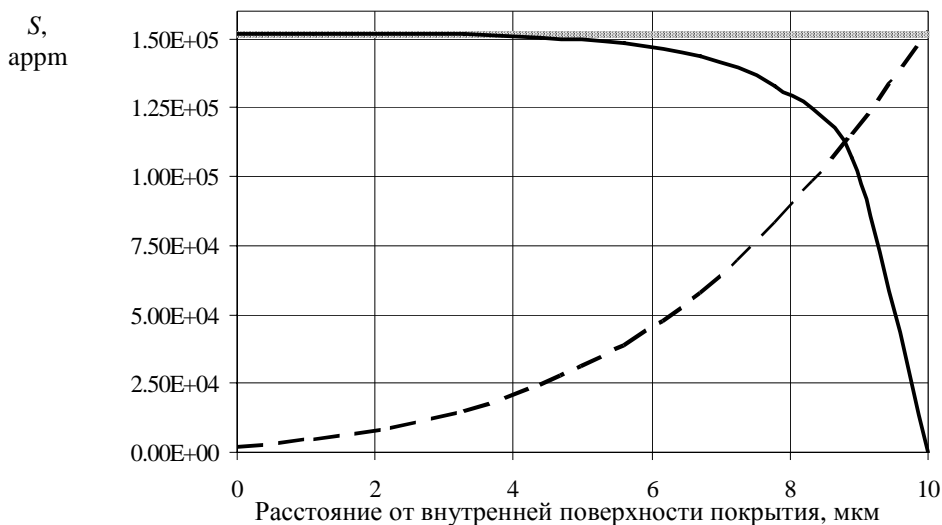


Рис. 12. Распределение трития по толщине покрытия из нитрида титана $t_{\text{покр}} = 10$ мкм; после нагрева в течение 2 ч (штриховая линия); после 12-ти часовой выдержки (серая линия); после охлаждения (сплошная линия)

Заключение

Проблема гелиевой хрупкости КМ имеет важное значение в связи развитием атомной энергетики, особенно, термоядерной энергетики. В разрабатываемых реакторах синтеза, например, термоядерный реактор DEMO, по сравнению с реактором ИТЕР возрастает воздействие потоков высокоэнергетических нейтронов, что увеличивает концентрацию гелия в КМ, а более высокие рабочие температуры дополнительно повышают риск гелиевого охрупчивания КМ.

Анализ литературных данных показывает, что тип кристаллической решетки сталей оказывает значительное влияние на их взаимодействия с изотопами водорода. Растворимость изотопов водорода в сталях с ГЦК решеткой значительно выше, чем в сталях с ОЦК решеткой. В то же время диффузия водорода идет гораздо быстрее в сталях с ОЦК решеткой. По результатам расчетов диффузии и растворимости трития в КМ показано, что существующая методика наработки гелия-3 в КМ с ГЦК решеткой на основе метода «тритиевого трюка» не обеспечивает необходимую скорость наработки гелия-3 в стандартных образцах для испытания на растяжение из сталей с ОЦК решеткой и требуется ее доработка.

Показано, что наиболее предпочтительным вариантом наработки гелия-3 с использованием «тритиевого трюка» в сталях с ОЦК решеткой является насы-

шение тритием до равновесной концентрации стандартных образцов с диаметром рабочей части 3 мм, покрытой нитридом титана толщиной 10 мкм, с последующим охлаждением до комнатной температуры. Расчетная скорость наработки гелия-3 в КМ при хранении при комнатной температуре после тритирования при температуре 773 К и давлении 50 МПа в течение 12 ч равна ≈ 22 арум/год, что составляет ≈ 85 % от максимально возможной скорости наработки гелия-3.

Авторы выражают благодарность П. Г. Бережко и Н. Т. Казаковскому за полезные замечания.

Список литературы

1. Schroeder H. High temperature embrittlement of metals by helium // *Radiation Effects*. 1983. Vol. 78. P. 297–314.
2. Ullmaier H. Introductory remarks Helium in metals // *Radiation Effects*. 1983. Vol. 78. P. 1–10.
3. Barnes R. S. Embrittlement of stainless steel and nickel-based alloys at high temperature induced by neutron radiation // *Nature*. 1965. Vol. 206 (#4991). P. 1307.
4. Канащенко С. Л., Городецкий А. Е., Захаров А. П. и др. Исследование структуры нержавеющей стали 12Х18Н10Т // *ВАНТ. Сер. Ядерный синтез*. 2008. Вып. 2. С. 66–72.
5. Юхимчук А. А., Златоустовский С. В., Бабушкин П. Л., Polemitis Y. Установка для определения содержания газообразных компонентов в исследуемом образце. Патент РФ на полезную модель 49273 // *Бюллетень изобретений и полезных моделей № 31*, 10.11.2005.
6. Bloom E. E. Mechanical Properties of Materials in Fusion Reactor First-Wall and Blanket Systems // *Journal of Nuclear Materials*. 1979. Vol. 85–86. P. 795–804.
7. Залужный А. Г., Сокурский Ю. Н., Тебус В. Н. Гелий в реакторных материалах. М.: Энергоатомиздат, 1988.
8. Thomas G. J. Experimental studies of helium in metals // *Radiation Effects*. 1983. Vol. 78. P. 37–51.
9. Lasser R. Tritium and Helium -3 in Metals. Springer Verlag, 1989.
10. Малков И. Л., Златоустовский С. В., Клевцов В. Г. и др. Метод создания повышенной концентрации трития в конструкционных материалах // *Сб. докл. Международного семинара «Потенциал российских ядерных центров и МНТЦ в тритиевых технологиях»*, Саров: ВНИИЭФ. 2000. С. 39–42.
11. Малков И. Л., Клевцов В. Г., Юхимчук А. А. Применение метода «тритиевого трюка» для ускоренного накопления гелия-3 в конструкционных материалах // *Материаловедение*. 2002, № 5. С. 34–37.
12. Malkov I. L., Yukhimchuk A. A., Zlatoustovskiy S. V. Calculated and Experimental Study of Metal Saturation with Helium-3 // *Fusion Science and Technology*. 2005. Vol. 48. P. 613–616.
13. Малков И. Л., Гришечкин С. К., Златоустовский С. В. и др. Получение образцов, содержащих ^3He , для исследования физико-механических свойств конструкционных материалов // *ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез*. 2008. Вып. 2. С. 72–79.

14. Малков И. Л. Гелиевая хрупкость конструкционных материалов // Сб. докладов Восьмой Международной Школы молодых ученых и специалистов / Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ». 2013. С. 122–134.

15. Grishechkin S. K., Lebedev B. S., Yukhimchuk A. A. et al. Device for investigations of tritium retention in and permeation through metals and structural materials, Hydrogen Recycling at Plasma Facing Materials, NATO Science Series, II Mathematics, Physics and Chemistry. 2000. Vol. 1. P. 339–348.

16. Юхимчук А. А., Апасов В. А., Виноградов Ю. И. и др. Комплекс газового обеспечения экспериментов по мюонному катализу ядерных реакций синтеза // Приборы и техника эксперимента. 1999, № 6. С. 17–23.

17. Бойцов И. Е., Балуев В. В., Гришечкин С. К. и др. Исследование влияния водорода высокого давления на механические свойства некоторых нержавеющей сталей в диапазоне температур от минус 80 °С до комнатной // Сб. докладов «IHISM'07». Саров. 2007. С. 302–308.

18. Basunov A. V., Boitsov I. E., Grishechkin S. K., Ismagilov V. Z., Malkov I. L., Khabarov Yu. A., Yukhimchuk A. A. Physical and mechanical properties of structural materials in gaseous media containing hydrogen isotopes // Journal of the Moscow Physical Society (JMPS). 1999. Vol. 9. P. 237–243.

19. Бойцов И. Е., Гришечкин С. К., Glugla M и др. Влияние радиогенного гелия на механические свойства и структуру стали 12X18N10T // Сб. докладов «IHISM'07». Саров. 2007. С. 283–291.

20. Бойцов И. Е., Гришечкин С. К., Златоустовский С. В., Юхимчук А. А. Моделирование влияния трития на механические свойства конструкционных материалов методом синергетического воздействия радиогенного гелия и водорода // Fusion Science and technology. 2005. Vol. 48, № 1. P. 609–612.

21. Юхимчук А. А., Гришечкин С. К., Бойцов И. Е. и др. Влияние радиогенного гелия на механические свойства и структуру стали 12X18N10T // ВАНТ. Термоядерный синтез. 2008. Вып. 2. С. 50–55.

22. Boitsov I., Grishechkin S., Lebedev B. et al. Effect of Radeogenic Helium on Stainless Steel 12Cr18Ni10Ti Mechanical Properties and Hydrogen Permeability // Fusion Science and Technology. 2008. Vol. 54. N. 2. P. 497–500.

23. Бойцов И. Е., Гришечкин С. К., Лебедев Б. С., Малков И. Л., Юхимчук А. А. Механические свойства стали 12X18N10T, содержащей до 250 атрм радиогенного ^3He // Сборник материалов XLVII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», г. Нижний Новгород, 1–5 июля 2008 г. С. 105–107.

24. Максимкин И. П., Баурин А. Ю. Бойцов И. Е. и др. Влияние водорода и радиогенного ^3He на механические свойства сплава ХН40МДТЮ-ИД // Сб. аннотаций докладов научной сессии НИЯУ МИФИ-2010. Т. 2. Фундаментальные проблемы науки. М.: НИЯУ МИФИ. 2010. С. 95.

25. Бойцов И. Е., Баурин А. Ю., Гришечкин С. К. и др. Механические свойства и водородостойкость стали 12X18N10T, содержащей до 500 атрм ^3He // Сб. аннотаций докладов научной сессии НИЯУ МИФИ-2010. Т. 2. Фундаментальные проблемы науки. М., НИЯУ МИФИ. 2010. С. 95.

26. Максимкин И. П., Баурин А. Ю., Бойцов И. Е. и др. Влияние водорода и радиогенного ^3He на механические свойства сплава ХН40МДТЮ-ИД //

Сб. докладов Пятой Международной школы молодых ученых и специалистов / Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2010. С. 119–124.

27. Бойцов И. Е., Баурин А. Ю., Гришечкин С. К. и др. исследование механических свойств и водородостойкости сплава ХН40МДТЮ-ИД, содержащего до 250 атом ^3He . Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. INISM'10 // Сб. докладов Четвертой Международной конференции и Шестой Международной школы молодых ученых и специалистов / Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2011. С. 70–81.

28. Юхимчук А. А., Бойцов И. Е., Шевнин Е. В. и др. Radiogenic ^3He and high – pressure hydrogen (80 МПа) impact on mechanical properties and structure of CrNi40MoCuTiAl alloy // Fusion Science and Technology. 2011. Vol. 60, № 4, P. 1519–1522.

29. Максимкин И. П., Баурин А. Ю., Бойцов И. Е. и др. Влияние водорода высокого давления и радиогенного ^3He на механические свойства и структуру сплава ХН40МДТЮ-ИД. INISM'10 // Сб. докладов Четвертой Международной конференции и Шестой Международной Школы молодых ученых и специалистов / Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2011. С. 82–88.

30. Максимкин И. П., Баурин А. Ю., Бойцов И. Е. и др. Влияние водорода и радиогенного ^3He на механические свойства сплава ХН35ВТЮ // Сб. докладов Восьмой Международной школы молодых ученых и специалистов / Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ». 2013. С. 135–143.

31. Causey R. A., Karnesky R. A., San Marchi C. Tritium Diffusion in Fusion Reactor. http://arc.nucapt.northwestern.edu/Causey-2009_10704.pdf.

32. Esteban G. A., Perujo A., Douglas K., Sedano L. A. Tritium diffusive transport parameters and trapping effects in the reduced activating martensitic steel OPTIFER-IVb // Journal of Nuclear Materials. 2000. Vol. 281. P. 34–41.

33. Esteban G. A., Pena A., Urra I., Legarda F., Riccardi B. Hydrogen transport and trapping in EUROFER'97 // Journal of Nuclear Materials. 2007. Vol. 367–370. P. 473–477.

34. Serra E., Benamati G., Ogorodnikova O. V. Hydrogen isotopes transport parameters in fusion reactor materials // Journal of Nuclear Materials. 1998. Vol. 255. P. 105–115.

35. Marois G. Le, Lindau R., Fazio C. The Eurofer 97 – Structural Materials for the EU Test Blanket Modules. Materials Assessment Report. G74MA 10 01-07-11 W0.2. P. 1–10.

36. Xu J., Yuan X. Z., Sun X. K., Wei B. M. Hydrogen permeation and diffusion in a 0,2C-13Cr martensitic stainless steel // Scripta Metallurgica et Materialia. 1993. Vol. 29. P. 925–930.

37. Ariello A., Ricipito I., Benamati G., Valentini R. Hydrogen isotopes permeability in EUROFER 97 martensitic steel // Fusion Science and Technology. 2002. Vol. 41. Issue 3. P. 872–876.

38. Компаниец Т. Н. К проблеме выбора сталей для реактора ДЕМО // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. 2009. Вып. 3. С. 16–24.

39. Денисов Е. А., Компаниец Т. Н., Шикин И. В., Юхимчук А. А. Исследование влияния термообработки на сорбционно-десорбционные свойства ферритно-мартенситной стали. Взаимодействие изотопов водорода с конст-

рукционными материалами. IHISM'10 // Сб. докладов Четвертой Международной конференции и Шестой Международной школы молодых ученых и специалистов / Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2011. С. 140–149.

40. Денисов Е. А., Компаниец Т. Н., Мурзинова М. А., Юхимчук А. А. (мл.). Накопление и транспорт водорода в ферритно-мартенситной стали РУСФЕР-ЭК-181 // ЖТФ. 2013. Т. 83. Вып. 6. С. 38–44.

41. Jordanova J., Fischer U., Pereslavitsev P. Assessment of shielding of HCLL blanket for a DEMO-type fusion reactor. Report on 26-th SOFT. Warsaw. 11-15 September, 2006.

42. Калинин Б. А. Перспективные технологии создания дисперсно-упрочненных сталей. Доклад на семинаре «Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей». 26 июня 2012. База «Волга», МИФИ.

43. Rieth M., Schirra M., Falkstein A. et al. EUROFER 97. Tensile, Creep and Structural test. Institut für Materialforschung. Programm Kernfusion. October 2003. Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe, 2003.

44. Чернов В.М. Малоактивируемые конструкционные материалы для активных зон реакторов деления и синтеза. МГУ. Физфакультет. 28.02.2012.

45. Габис И. Е., Денисов Е. А., Курдюмов А. А. и др. Проникновение водорода через тонкопленочные покрытия. Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. IHISM-04 // Сб. докладов Второго Международного семинара. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2005. С. 45–61.

46. Иванова С. В., Глаговский Э. М., Хазов И. А. и др. Пути решения проблемы водородного охрупчивания циркониевых изделий. Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. IHISM-08 Junior // Сб. докладов Четвертой Международной школы молодых ученых и специалистов / Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2009. С. 51–75.

47. Перевозчиков В. В., Юхимчук А. А., Ганчук Н. С. и др. Тритиевая мишень высокого давления // Приборы и техника эксперимента. 1999, № 1. С. 28–33.

48. Гуц А. В., Звездин Ю. И., Крипьякевич Р. И., Семчишин И. В. Влияние окисных пленок на бинарных и тройных сплавах железа с алюминием и хромом на их водородную проницаемость // Металловедение. 1971. № 15. Ленинград: Судостроение. С. 87–91.

49. Максимкин И. П., Денисов Е. А., Калинин М. А. и др. Исследование защитных свойств тонкопленочного покрытия Al_2O_3 на стали марки 12X18H10T в атмосфере водорода. Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. IHISM-08 Junior // Сб. докладов Четвертой Международной школы молодых ученых и специалистов. Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2009. С. 223–233.

50. Пархета Р. Г., Зильберберг В. Г., Карпинос Д. М. Водородопроницаемость плазменных композитных покрытий на основе окиси алюминия // Порошковая металлургия. 1976, № 6 (162). С. 48–50.

51. Zajec V. Hydrogen permeation barrier – Recognition of defective barrier film from transient permeation rate // Inter. J. of Hydrogen Energy. 2011. Vol. 36. P. 7353–7361.

52. Бушмин Б. В., Глаговский Э. М., Иванова С. В. О результатах разработки защитных вакуумных ионно-плазменных покрытий, снижающих поглощение водорода циркониевыми сплавами. Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. IHISM'10 // Сб. докладов Четвертой Международной конференции и Шестой Международной школы молодых ученых и специалистов / Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2011. С. 245–254.

53. Антимонова М. А., Габис И. Е., Дубровский В. А. и др. Водородопроницаемость нитрида титана // Материаловедение. 2002. Т. 5. С. 38–43.

54. Габис И. Е., Денисов Е. А., Курдюмов А. А. Перенос водорода через пленки оксида никеля, аморфного кремния и нитрида титана // Материаловедение. 2002. Т. 5. С. 48–52.

55. Денисов Е. А., Степанов А. В., Тихонов В. В., Юхимчук А. А., Хазов И. А. Взаимодействие водорода с нержавеющей сталью с защитным покрытием на основе TiN. Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. IHISM-08 Junior // Сб. докладов Четвертой Международной школы молодых ученых и специалистов // Под ред. А. А. Юхимчука. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2009. С. 244–252.

56. Ганчук Н. С., Гришечкин С. К., Кононенко А. А. и др. Радиационно безопасный контейнер для наполнения D/T смесью лазерных мишеней // Journal of the Moscow Physical Society. 1999. Vol. 9, № 4. P. 289–294.

57. Гришечкин С. К., Лобанов В. Н., Юхимчук А. А. Обеспечение безопасности эксплуатации сосудов высокого давления для работы с тритием на этапе их разработки // Труды РФЯЦ-ВНИИЭФ. Саров. 2007. Т. 11. С. 340–349.